

## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-268486

(43)Date of publication of application : 25.09.2003

(51)Int.Cl.

C22C 38/00  
C22C 38/56

(21)Application number : 2002-065960

(71)Applicant : NIPPON KOSHUHA STEEL CO  
LTD

(22)Date of filing : 11.03.2002

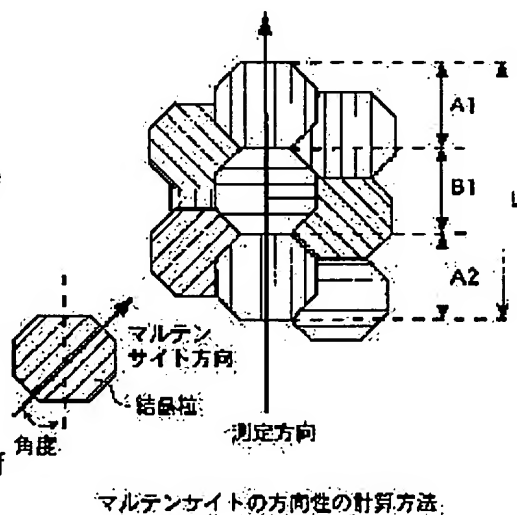
(72)Inventor : YOSHIDA JUNJI  
YAMASHITA HIROSHI

## (54) TOOL STEEL FOR HOT WORKING

## (57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide tool steel for hot working which, as refined steel after the heat treatment, is improved not only in resistances to heat checks and melt loss but also in machinability by improving the internal structure, hence can remarkably improve tool life and its dispersion when machined for producing a metal mold by direct carving, and can be given and good finished plane by ultramicro-machining, thus decreasing the lapping time.

SOLUTION: In this refined tool steel for hot working having a hardness of 45 HRC or higher, the cleanness of non-metallic inclusions is JIS dA 0.005% or lower and is d (B+C) 0.0020% or lower; the same orientation of martensite is in the range of 17-33%; and the structure is a mixture comprising lath martensite as the main constituent and 10-30% lens-like or butterfly-type martensite.



CLAIMS

---

## [Claim(s)]

[Claim 1] C:0.28 thru/or 0.55 mass %, Si:0.15, or 0.80 mass %, Mn: 0.40 thru/or 0.85 mass %, below P:0.020 mass %, and below S:0.018 mass % Cr: 2.5 thru/or 5.7 mass %, Mo:1.4, or 2.8 mass %, V:0.20, or 0.90 mass %, W:0.01 thru/or 1.65 mass %, Co:0.03, or 0.89 mass %, Contain nickel:0.01 thru/or 1.65 mass % and the remainder consists of Fe and an unescapable impurity substantially. Ti is regulated below to 0.003 mass % below 0.009 mass %, B is regulated for N of an unescapable impurity below to 0.012 mass %, and the cleanliness of nonmetallic inclusion is JIS. Less than [ dA0.005% ] Tool steel between heat characterized by being in the range whose directivity of the martensitic structure after heat treatment is 17 thru/or 33% while being less than [ d(B+C)0.020% ].

[Claim 2] Tool steel between heat according to claim 1 characterized by having 10 thru/or the organization which made it intermingled 30% for the martensite of the shape of a lens, and a butterfly mold by making lath martensite into a subject.

[Claim 3] Tool steel between heat according to claim 2 with which the packet size which has the organization which makes martensite a subject and constitutes this martensitic structure is characterized by an austenite grain having the size of 73 micrometers or less (they are more than No. 4 at a crystal grain number).

[Claim 4] Tool steel between heat according to claim 3 with which the packet size which constitutes said martensitic structure is characterized by an austenite grain having the size of 30 micrometers or less (they are more than No. 8 at a crystal grain number).

[Claim 5] the time of setting [V] and Mo content to [Mo] and setting [ C content ] W content to [W] (all being mass %) for [C] and V content --  $20 > 100x$  -- the tool steel between heat given in claim 1 characterized by satisfying the inequality of  $[C]-22x[V]-3.4x[Mo]-1.7x[W]$  thru/or any 1 term of 4.

---

[Translation done.]

## DETAILED DESCRIPTION

---

### [Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] If it explains in full detail further about the tool steel between refining heat with which a degree of hardness exceeds 45HRC(s), this invention is used for hot-forging metal mold, an extrusion mold, or a die-casting die, and relates to the tool steel between heat which controlled heat treated structure and raised heat-check nature, erosion nature, and machinability.

[0002]

[Description of the Prior Art] As tool steel between heat for metal mold, heat-check nature and erosion-proof nature are required. In order to improve both these properties, the improvement of a presentation is achieved conventionally. However, since machinability is a property which disagrees with both these properties, it improves both sides with this machinability, heat-check nature, and erosion nature, and it is difficult for it for it to be compatible.

[0003] In order that a degree of hardness may exceed 45HRC(s) conventionally with development of the latest ceramic tool and a CBN tool, the attempt which transposes a high degree-of-hardness ingredient which the grinding process finish-machined to cutting, and raises productivity is made. If metal mold can be manufactured by carrying out cutting of the refining ingredient after heat treatment, compaction of a delivery date and relief of cost are possible. Manufacturing metal mold by this cutting is generalized with the plastics molding-die steel used by 42 or less HRC of degrees of hardness.

[0004] However, in the high degree-of-hardness steel with which a degree of hardness exceeds 45HRC (s) and which it refined, when it is going to carry out cutting, in addition to a tool life becoming short, there is a trouble that the variation in a tool life becomes large. If there is variation in this tool life, since it will become a failure for carrying out full automation operation of the manufacture of metal mold, reduction of the variation in a tool life is the important technical technical problem which must be solved.

[0005] Furthermore, in order to realize short delivery date-ization of a metal mold fabrication, high-speed-cutting processing is also considered. However, since [ 400m ] a tool life will become short remarkably and the variation in a tool life will become large if it becomes the above cutting speed by /, although many prototypes in high degree-of-hardness material have a report, they do not serve as a mainstream technique of the whole metal mold manufacture industry. To lessen not an improvement of the machinability aiming at the improvement of the tool life and scraps which are performed by many old researches but variation of a tool life from such a background is desired.

[0006] Moreover, since machined surface granularity is bad when carrying out finishing cutting of metal mold, it is necessary to carry out wrapping polish processing further in the actual condition. For this reason, since it leads to shortening wrapping polish floor to floor time, as a result also becomes delivery date compaction and a cost cut of metal mold manufacture, it is a very important technical problem to improve a machined surface.

[0007] Much proposals about cutting conditions are made about cutting of above-mentioned metal mold (JP,11-170102,A, JP,11-188501,A). However, the technique with which they have improved cutting ability from the organization side raising machinability from a metal mold raw material side although many examinations about the presentation of a work material and the effect of a free-cutting component were made is not yet proposed.

[0008] In addition, although it has pointed to detailed-ization of lath martensitic structure in the thing about organization control in order to aim at high intensity-ization, without injuring ductility and toughness so that it may be represented by ultrahigh strength steel, there is a trouble that degradation of opposite side machinability will be promoted.

[0009] The technique of improving machinability, corrosion resistance, mirror plane nature, and toughness is proposed by enlarging the packet size in a martensite base organization recently (JP,12-54068,A). However, even if a degree of hardness enlarges a packet size in 45 or more HRCs, the improvement effect of a tool life is not expected above and there is a trouble of the variation in a cutting-

tool life being large, and worsening the machined surface after a cut. Moreover, big and rough-ization of an extreme grain will reduce heat-check nature.

[0010] Moreover, the improvement of machinability is achieved about the prehardened-steel material which makes an up bainite organization a subject (heat treatment 39th volume No. 5 the 225-226th page, JP,12-54068,A). However, in order to be stabilized and to obtain such an organization, control of the cooling rate in a heat treatment process is indispensable, and there is a fault that great heat treatment manday is required.

[0011] Moreover, by the SCM system which is a low alloy network, the technique of depositing an intermetallic compound and securing hardness is proposed (JP,2-179845,A). However, the metal textures indicated by this official report are 2 phase organizations which consist of 60% or more of ferrite, and a pearlite of the remainder, and since the high degree of hardness of 45 or more HRCs cannot be obtained upwards and there are no heat-check nature and erosion-proof nature which are the essential property of the tool steel between heat, they cannot say that it has sufficient property as tool steel between heat.

[0012] While improving heat-check nature and erosion nature in the heat treated steel after heat treatment by making this invention in view of this trouble, and improving an internal organization The machined surface at the time of have improved remarkably the variation in the tool life at the time of cutting at the time of improving machinability and manufacturing metal mold by direct engraving and a life, and overly carrying out minute cutting is good, and aims at offering the tool steel between heat which can shorten wrapping floor to floor time.

[0013]

[Means for Solving the Problem] The tool steel between heat concerning this invention C:0.28 thru/or 0.55 mass %, Si:0.15, or 0.80 mass %, Mn: 0.40 thru/or 0.85 mass %, below P:0.020 mass %, and below S:0.018 mass % Cr: 2.5 thru/or 5.7 mass %, Mo:1.4, or 2.8 mass %, V:0.20, or 0.90 mass %, W:0.01 thru/or 1.65 mass %, Co:0.03, or 0.89 mass %, Contain nickel:0.01 thru/or 1.65 mass % and the remainder consists of Fe and an unescapable impurity substantially. Ti is regulated below to 0.003 mass % below 0.009 mass %, B is regulated for N of an unescapable impurity below to 0.012 mass %, and the cleanliness of nonmetallic inclusion is JIS. Less than [ dA0.005% ] While being less than [ d(B+C) 0.020% ], the directivity of the martensitic structure after heat treatment is characterized by 17 thru/or there being 33% in 22.3 thru/or 28.3% of range preferably.

[0014] In the tool steel between this heat, it is desirable 10 thru/or to have preferably 10 thru/or the organization which made it intermingled 20% 30% for the martensite of the shape of a lens and a butterfly mold, using lath martensite as a subject.

[0015] Furthermore, as for the tool steel between this heat, it is desirable that have the organization which makes martensite a subject and an austenite grain has [ the packet size which constitutes this martensitic structure ] preferably 73 micrometers or less (they are more than No. 4 at a crystal grain number) of sizes of 30 micrometers or less (they are more than No. 8 at a crystal grain number). Thereby, heat-check nature, machined surface granularity nature, a tool life, and the tool steel between heat excellent in the life variation nature can be obtained.

[0016] furthermore, the time of setting [V] and Mo content to [Mo] and setting [ C content ] W content to [W] (all being mass %) for [C] and V content in the tool steel between this heat, again -- 100x -- it is desirable that the value of the formula of  $[C]-22x[V]-3.4x[Mo]-1.7x[W]$  is 18 or less preferably less than 20. Thereby, the variation in erosion nature, heat-check nature, and a cutting-tool life is improvable.

[0017] In the prehardened steel exceeding 45HRC(s), there are troubles, like the life of the cutting tool in cutting is short, the variation in a life is large, and a machined surface is bad. However, it became clear by this invention person's etc. research that a metal texture has the cause that the life of this cutting tool is short, and that a high thing had the resistance at the time of cutting. Moreover, this invention person etc. found out that the cause that the variation in a cutting-tool life is large originated in fluctuation of the cutting force at the time of a cut being large in the high degree-of-hardness steel exceeding 45HRC. And this invention person etc. found out that the directivity of martensite was important as an approach

of mitigating these. So that the directivity of this martensite becomes the range which is 17 thru/or 33%, control, i.e., when making it suitable [ 17 of martensitic structure thru/or 33% ] in the same direction, the variation in machinability can be mitigated or progress of the crack in a heat check can be controlled. Moreover, in order to make fine granularity of the machined surface in micro-machining, it is important to make crystal grain make it detailed and to control the direction of martensite.

[0018]

[Embodiment of the Invention] Hereafter, this invention is further explained to a detail.

[0019] C: 0.28 thru/or 0.55 mass %C dissolve on a base about a presentation at the time of hardening heating, required hardening hardness is given, and special carbide is formed between special carbide formation elements at the time of tempering, it deposits, and the softening resistance and high temperature strength in tempering are given, and a lipobolite ghost is formed, the abrasion resistance in an elevated temperature is given, and it has the operation which prevents big and rough-ization of the crystal grain at the time of hardening heating. If there is too much C, the amount of carbide will increase too much, the required toughness as a tool between heat cannot be held, and lowering of high temperature strength is also caused. Moreover, in order to improve machinability, butterfly martensite must not generate too much so much. For this reason, the upper limit of C is 0.55 mass %. If C is too low, since lath martensite will increase in number and the above-mentioned addition effectiveness will not be acquired, a lower limit is made into 0.28 mass %.

[0020] Si: 0.15 thru/or 0.80 mass %Si are added, in order to be used as a deoxidation-on manufacture element, and to raise oxidation resistance and tempering softening resistance at 500-600 degrees C or less according to an application and to get the A1 transformation point. If there is too little Si, above-mentioned effectiveness is not acquired, and since toughness lowering will be caused and pyroductivity will be reduced too much if many [ too ], Si will be taken as 0.15 thru/or 0.80 mass %.

[0021] Mn: 0.40 thru/or 0.85 mass %Mn have the large effectiveness which dissolves on a base and raises hardenability. However, it will anneal, if there are too many Mn contents, and hardness is made high too much, and machinability is reduced, and the A1 transformation point is made low too much. For this reason, Mn content is made into 0.40 thru/or 0.85 mass %.

[0022] P: In order that below 0.020 mass % P is segregated to a grain boundary at the time of coagulation, it raises the segregation of \*\*\*\*\* after hot working, reduces toughness, and it may segregate to the austenite grain boundary at the time of heat treatment, or may exist in a base further and may reduce the level of toughness, it may be 0.015% or less desirably below 0.020 mass %.

[0023] S: Sulfides, such as MnS, are formed, and it is extended and distributed in the direction of hot working, imitate lowering of the toughness of the direction of T, and below 0.018 mass % S is \*\*. As a limitation for maintaining the toughness of the outstanding direction of T which is the description of this invention, S carries out to below 0.018 mass %.

[0024] Cr: 2.5 thru/or 5.7 mass %Cr are the most important elements in order to give the hardenability needed as a tool. Moreover, Cr controls lifting of oxidation resistance and the A1 transformation point, forms a lipobolite ghost further, controls big and rough-ization of the crystal grain at the time of hardening heating, raises abrasion resistance further again, deposits special carbide at the time of tempering, improves the softening resistance at the time of temperature up, and it is added in order to give effectiveness, such as raising high temperature strength. If there are too many Cr contents, Cr carbide will be formed too much and lowering of high temperature strength will be brought about on the contrary. For this reason, Cr content is made into 2.5 thru/or 5.7 mass %.

[0025] Mo: 1.4 2.8 mass %W: 0.01 thru/or 1.65 mass % -- Mo and W are the most important alloying elements, in order to form special carbide, and to prevent organization big and rough-ization at the time of hardening heating by lipobolite ghost formation, and to deposit detailed special carbide at the time of tempering and to raise tempering softening resistance and high temperature strength. Moreover, Mo and W are important elements in order to realize the non-direction-ization of martensite, and in W, in the case of Mo, the minimum value in which detailed carbide deposits is more than 1.4 mass % more than 0.01 mass %. Moreover, when 1.65 mass % is exceeded in W and 2.8 mass % is exceeded in the case of Mo, carbide makes it big and rough and there is no effectiveness in the non-direction-ization of

martensite.

[0026] V: 0.20 thru/or 0.90 mass %V are powerful carbide formation elements, a lipobiolite ghost is formed and the effectiveness of grain refining gives the wear-resistant improvement in an elevated temperature greatly. Moreover, detailed carbide is deposited all over a base, and by joint addition with W and Mo, the effectiveness which raises the reinforcement in a pyrosphere 600-650 degrees C or more is large at the time of tempering, and gives the effectiveness which raises the A1 transformation point to it. Although it is added in order to acquire the above-mentioned effectiveness, if there is too much V, it will form big and rough carbide, it imitates lowering of toughness, and carries out to below 0.9 mass % by that of \*\*. Moreover, in order to realize the non-direction-ization of martensite, it is necessary to make it contain more than 0.20 mass % like Mo and W.

[0027] nickel: 0.01 thru/or 1.65 mass %nickel are added in order to dissolve on a base, and to raise toughness and to raise hardenability. If there are too many nickel contents, annealing hardness will be made high too much, and machinability will be reduced, and too much lowering of the A1 transformation point will be imitated, and, for a \*\* reason, it will carry out to below 1.65 mass %. Moreover, if nickel is added more than 0.01 mass %, since big and rough-ization of the carbide of the grain boundary can be prevented, it contributes to the non-direction-ization of martensite.

[0028] Co: 0.03 thru/or 0.89 mass %Co have the operation which dissolves on a base and raises high temperature strength. Moreover, raise the solid-solution limit of the carbide to the inside of the austenite at the time of quenching heating, and the amount of deposits of the special carbide at the time of tempering is made to increase, and condensation resistance of the deposit carbide at the time of temperature up is raised, and the effectiveness of improving a high-temperature-strength property also from this field is given. Moreover, the oxide skin of precise adhesion is made to form in a front face according to the temperature up at the time of the activity of a tool, and the effectiveness which raises the abrasion resistance in an elevated temperature and an antiseizure property is given. Although added by the object and the application for the above-mentioned object, since too much Co will reduce toughness if there is, it carries out to below 0.89 mass %. If it adds more than 0.03 mass % like nickel, Co can prevent big and rough-ization of the carbide of the grain boundary, will accumulate it, and will contribute to the non-direction-ization of martensite.

[0029] N: In order that below 0.009 mass % N may deposit AlN etc. and it may worsen a mechanical property, it may be 0.009% or less.

[0030] Ti: In order that below 0.003 mass % Ti may generate TiN and it may worsen machinability and a mechanical property, it may be 0.003% or less.

[0031] B: In order that below 0.012 mass % B may generate BN and it may worsen a mechanical property, it may be 0.003% or less.

[0032] At the refining material by which hardness exceeds 45HRC(s) about inclusion, the cleanliness of nonmetallic inclusion is JIS. If more than more than  $dA \cdot 0.005\% d(B+C) \cdot 0.020\%$  or both the inclusion of dA and d(B+C) become high, since nonmetallic inclusion will increase, the tool edge of a blade is made missing, and the variation in a tool life becomes large. Control of the martensitic structure in the condition that there is such inclusion cannot improve variation in a tool life. However, in the condition with little inclusion, the improvement effect of the variation in a tool life is acquired by controlling a component and the direction of martensite (bainite).

[0033] In the martensitic stainless steel low [ C ] currently indicated by JP,12-54068,A about the organization, lath martensite is generated and the organization which improves machinability, and corrosion resistance, mirror plane nature and toughness is proposed. However, an invention-in-this-application person's etc. research is generating the martensitic structure in which the butterfly mold, the lens mold, and the lath mold were intermingled in the tool steel between heat which is the amount of C % of high. And in the segregation section, a butterfly mold, or lens mold martensite and carbide generate mostly, thereby, a tool life becomes brief, dispersion in a tool life becomes large, and heat-check nature gets worse remarkably.

[0034] Furthermore, in order to raise erosion-proof nature, the lath martensitic structure of C % of low is effective. Since it is necessary to reduce the amount of C in a base in order to make it the martensitic

structure of C % of low [ this ], it is necessary to specify the content of Mo, V, and W which are a carbide generation element. As a result of this invention person's etc. changing various presentations, investigating erosion-proof nature and carrying out multivariate analysis (multiple regression analysis) of it, when it sets [V] and Mo content to [Mo] and W content is set [ the C content ] to [W] (all are mass %) for [C] and V content,  $20 > 100x$  -- by satisfying the inequality of  $[C] - 22x[V] - 3.4x[Mo] - 1.7x[W]$ , it found out that erosion-proof nature could be improved. therefore,  $100x$  -- as for  $[C] - 22x[V] - 3.4x[Mo] - 1.7x[W]$ , it is [ less than 20 ] still more preferably desirable that it is 18 or less.

[0035] furthermore, lath martensite -- a subject -- carrying out -- the shape of a lens, and butterfly mold martensite -- 10 -- or 30%, if it is preferably made 10 thru/or the organization which made it intermingled 20%, a tool life is extensible from lath martensite 100%.

[0036] Moreover, in the high tool steel between heat, in addition to the ability to control the variation in the life of a cutting tool for the directivity of the crystal orientation of martensite 17 thru/or by arranging to 22.3 thru/or 28.3% preferably 33%, cleanliness can raise the tool life itself and can raise heat-check nature further. Furthermore, a cel is made small and there is effectiveness which cleans a machined surface remarkable in minute cutting 17 thru/or by arranging to 22.3 thru/or 28.3% preferably 33% about the crystal orientation of martensite.

[0037] By using the subject of an organization as martensite, the resistance at the time of a cut can be mitigated and machinability can be raised.

[0038] Moreover, while the variation in a tool life is improvable by arranging the same directivity of the crystal orientation of martensite to 17 thru/or 33%, and making the shape of a lens with comparatively low toughness, and butterfly mold martensite 10 thru/or the organization which made it intermingled 30%, heat-check nature is remarkably improvable.

[0039] Furthermore, little direction of the carbide in the segregation section is good, and it is necessary to lessen inclusion as much as possible.

[0040] Like \*\*\*\*, there is the approach of forming into lath martensite as an approach of arranging crystal orientation. Lath martensite has the inclination which many things of the almost same crystal orientation adjoin and generate, and the grain boundary where these lath martensite coalesced makes a small angle tilt boundary form.

[0041] Moreover, the measuring method of the directivity of martensite of martensite, i.e., the amount of the same direction, is as follows. That is, in a cross section vertical to the rolling direction of steel, a sample is started from the core and steel front face, corrode, a metal texture is made to appear, it gazes at a metal texture with a 400 times as many optical microscope as this, and ten photography is performed about each sample. And as are shown in drawing 3, and striping with a die length of 7cm and a vertical line with a die length of 5cm are drawn by 5 regular intervals, respectively and are shown in drawing 1 in each photograph The die length on the segment of the martensite section in which the direction of the martensitic structure in a cel enters from a ruled line on each segment at less than \*\*5.0 degrees of right and left is measured, this is \*\* (ed) at an overall length (in the case of striping, it is 7cm), and it asks for the ratio of the martensitic structure located in a line in the same direction.

[0042] Or the directivity of martensitic structure may be defined as follows. First, a grid is uniformly attached like the squares shown in drawing 3, and the die length of the martensite section which aligns in the same direction at the include angle of less than \*\*5 degrees is measured. What inclines within \*\*5 degrees to this measurement direction regards it as the same direction. and it is shown in drawing 1 -- as -- measurement die length (L) -- setting -- the die length of martensitic structure parallel to this measurement direction within \*\*5 degrees, i.e., the sum of A1 and A2, -- asking -- this -- measurement die-length L -- \*\*\*\* -- the directivity of martensite is defined by things with the ratio of  $\{(A1+A2)/L\} \times 100$ . In addition, in the crystal grain of A1 and A2, the direction of martensite is the same (less than [ \*\*5 degree ]) with the measurement direction, and the direction of martensite presupposes that it was not the same as that of the measurement direction in the crystal grain of B1. Therefore, generally this ratio can be expressed as  $\{(\text{die length of organization in which direction of martensitic structure has identity of less than **5 degrees to measurement direction}) / (\text{measurement die length})\} \times 100$ .

[0043] if all cels are the same directions, it is shown in drawing 2 -- as -- the directivity of martensite --



0% -- or it becomes 100%, and if it is just over or below 25%, if it is 17 thru/or 33%, it can be said that it is isotropy mostly, for example. In this case, if it cuts to the crystal orientation of martensite, and parallel, machinability will improve. However, if it cuts vertically, cutting force would become high, the finished surface would turn up, and a life will fall. Cutting needs to cut without the direction of martensitic structure, and relation. In order to acquire the stable life, it is important at all include angles that the directivity of martensite is equivalent. In order to realize this, it is so desirable that crystal grain is detailed, and, thereby, martensitic structure tends to serve as isotropy.

[0044] If it heat-treats, it will become the organization of martensite or bainite. The crystal orientation at this time is decided considering detailed carbide and inclusion 1 micrometer or less as a nucleus.

Moreover, a bainite texture tends to generate along the grain boundary, and is in the inclination to incline in the same direction. If it inclines in the same direction as shown in drawing 2, it will become 100% like A tangent, or will become 0% like B tangent. In this case, when carrying out cutting in the direction of A in an one direction, machinability is good, but when becoming vertical like the direction of B, machinability gets worse remarkably. If the direction of martensite becomes vertical to the cut direction especially, a machined surface will worsen. For this reason, it is necessary to attain the non-direction-ization of martensitic structure.

[0045] In order to realize the non-direction-ization of this martensitic structure, it is necessary to build many martensite deposit sites. For that, it is important to make homogeneity distribute detailed inclusion and carbide. Since conventional steel is not taking considering as the non-direction-ized organization into consideration, it is the factor in which a tool life surely differs. A ratio  $\{[(\text{the die length of an organization in which the direction of martensitic structure has the identity of less than } **5 \text{ degrees to the measurement direction})] / [ / ] (\text{measurement die length})\} \times 100$  which show the directivity of martensite for direction[ non-]izing of this martensitic structure are preferably made 28.3% or less 33% or less. The field which is, on the other hand, it easy to cut that a ratio  $\{[(\text{the die length of an organization in which the direction of martensitic structure has the identity of less than } **5 \text{ degrees to the measurement direction})] / [ / ] (\text{measurement die length})\} \times 100$  which show the directivity of this martensite are less than 17%, and the field which is hard to cut are made, a level difference is made upwards in a finished surface, and a tool tends to receive sudden breakage. For this reason, a ratio  $\{[(\text{the die length of an organization in which the direction of martensitic structure has the identity of less than } **5 \text{ degrees to the measurement direction})] / [ / ] (\text{measurement die length})\} \times 100$  which show the directivity of martensite are preferably made 22.3% or more 17% or more.

[0046] Even if it makes crystal grain make it big and rough in the condition that there is microsegregation, carbide, or inclusion so much in the case of the steel, with which the magnitude and hardness of crystal grain exceed 45HRC(s), there is no improvement effect of cutting-tool life extension, and the variation in a cutting-tool life is large. On the other hand, if inclusion makes crystal grain detailed with 75 micrometers or less (No. 4) in a small amount of ingredient, an improvement effect with remarkable machinability will be accepted. These causes are in a micro level difference occurring and the edge of a blade of a tool chipping with crystal grain etc., when the directivity of martensite and bainite changes. Since micro level difference generating can be controlled as crystal grain is 75 micrometers or less, there is extended effectiveness of the improvement in a finished surface and a cutting-tool life. Moreover, if crystal grain is made detailed to 42 micrometers or less (more than No. 6) (especially 30 micrometers or less : more than No. 8), heat-check nature is improvable, the variation in machinability will be controlled, the life of the stable cutting tool will be acquired upwards, and the improvement of the machinability itself will be accepted. Furthermore, a machined surface becomes it beautiful that crystal grain is detailed crystal grain 30 micrometers or less (grain size number: more than No. 8).

[0047] The elevated-temperature soaking etc. is carried out as front heat treatment by relief of a segregation etc. However, if an elevated-temperature soaking is carried out, in order that the crystal grain after quenching and tempering may make it big and rough, in the case of the steel exceeding 45HRC, machinability gets worse. Furthermore, elements of the segregation section, such as C, Cr, Mo, and V, are spread in the non-segregating section, the martensite of the lens mold which deposits at C %



of high, or a butterfly mold generates on the whole surface, with the ingredient exceeding HRC45, the resistance at the time of a cut becomes high, and machinability gets worse conversely.

[0048] Even if it makes crystal grain make it big and rough in the condition that there are microsegregation, carbide, and inclusion so much without carrying out front heat treatment, the variation in a tool life becomes large in a top with little extension of a tool life. On the other hand, if more than No. 6 is made to make crystal grain detailed in a small amount of [ carbide and inclusion ] ingredient (especially more than No. 9), the variation in a tool life can be suppressed, and the variation in this tool life will improve more remarkably than the ingredient which there is [ ingredient ] inclusion and made crystal grain make it big and rough, if it averages. Moreover, if inclusion makes crystal grain of few ingredients detailed, it will become good [ a machined surface ].

[0049] The optimal grain size number is more than No. 9. However, if crystal grain is made detailed too much, progress of a crack will become quick and heat-check nature will worsen. Moreover, big and rough-ization of crystal grain becomes the cause produced [ crack ].

[0050] In addition, if crystal grain is made to make it big and rough in the condition that inclusion is little, it is possible to suppress the variation in a cutting-tool life and a cutting-tool life. On the other hand, as shown in the following table 1 (Inoue: the 68th page of April, 1989 metal special issue), since big and rough-ization of crystal grain causes [ of a crack ] generating, it is inapplicable to the tool steel as which toughness is required. As the aluminum extrusion die with which toughness is demanded, the cutter between the colds, the press die between heat, an aluminum dies casting mold, the stem for extrusion, etc. are especially shown in the following table 2 with the tool steel between heat, it is important to make particle size detailed.

[0051]

[A table 1]

結晶粒度	得られる性質
8～12	靱性が高い
5～8	靱性と耐摩耗性が半々
3～5	耐摩耗性が主体
3以下	割れなどのトラブル

[0052]

[A table 2]

結晶粒度	工具鋼としての用途
10～7	アルミニウム押出ダイス、冷間刃物
9～6	熱間プレス型、アルミニウムダイキャスト型、押出用ステム
8～5	熱間押出用マンドレル、熱間刃物
7～4	熱間押出用ライナー、銅合金押出用ダイス

[0053] If front heat treatment is carried out at an elevated temperature in the tool steel between heat of a high C high Cr system about heat treatment Elements of the segregation section, such as C, Cr, Mo, and V, are spread in the non-segregating section, and the martensite of the lens mold which deposits at C % of high, and a butterfly mold generates on the whole surface. With the ingredient with which a degree of hardness exceeds HRC45, the resistance at the time of a cut becomes high, machinability is worsened conversely, and erosion nature, heat-check nature, and toughness fall.

[0054]

[Example] Hereafter, the effectiveness of the example of this invention is concretely explained from the range of this invention as compared with the example of a comparison from which it separates. The

presentation of a test specimen, the directivity of martensite, etc. are shown in the following table 3 and a table 4. formula  $100 \times C(\%) - 22$  [ in addition, ] the "formula" column indicates a martensite characteristic to be in a table 4 -- it is the value of  $xV(\%) - 3.4 \times Mo(\%) - 1.7 \times W(\%)$ . Each test specimen which has the presentation shown in this table 3 and table 4 was ingoted at 10kgVIF furnaces (vacuum induction heating furnace), the ingot was forged so that it might become the configuration of 40x80x250mm, and it annealed and processed at 830 degrees C. Moreover, for all ingot material, the cleanliness of nonmetallic inclusion is JIS. It is less than [  $dA0.005\%$  ], and is less than [  $d(B+C)0.020\%$  ], and the aspect ratios of carbide are 1.3-1.0. in addition, the column of the inclusion of a table 4 -- setting -- "-- it is -- " -- annealing material -- setting -- the cleanliness of nonmetallic inclusion -- JIS the cleanliness of nonmetallic inclusion [ in / it is the case where the conditions of less than /  $dA0.005\%$  / or a not more than /  $d(B+C)0.020\%$  / are not fulfilled, and / with "it is nothing" / annealing material ] -- JIS While being less than [  $dA0.005\%$  ], it is the case where it is less than [  $d(B+C)0.020\%$  ].

[0055]

[A table 3]

試験材	成分 (質量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Co	Ni	Ti	B	N
SKD61	0.40	1.00	0.40	0.008	0.001	5.04	1.27	0.55	0.002	0.04	0.15	0.001	0.001	0.002
比較例	1	0.40	1.20	0.32	0.008	0.001	5.04	1.10	0.85	0.002	0.03	0.15	0.001	0.001
	2	0.32	0.35	0.28	0.004	0.003	5.90	1.65	0.50	0.010	0.03	0.06	0.002	0.009
	3	0.28	0.55	0.50	0.020	0.009	5.20	1.65	0.50	0.003	0.03	0.04	0.001	0.004
	4	0.28	0.75	0.70	0.002	0.004	4.85	1.45	0.10	0.80	0.30	0.45	0.002	0.003
	5	0.40	0.15	0.40	0.008	0.001	5.04	1.50	0.85	0.002	0.10	0.15	0.001	0.001
	6	0.55	0.23	0.70	0.002	0.004	5.00	2.80	0.10	0.200	0.30	0.45	0.001	0.003
	7	0.37	0.20	0.50	0.006	0.002	5.10	2.80	0.50	0.120	0.09	0.01	0.001	0.004
	8	0.31	0.36	0.50	0.004	0.003	5.20	1.65	0.50	0.010	0.03	0.06	0.001	0.009
実施例	9	0.37	0.15	0.50	0.009	0.018	5.70	1.65	0.50	0.190	0.03	0.45	0.001	0.006
	10	0.28	0.30	0.85	0.008	0.008	2.60	1.42	0.20	0.100	0.13	1.65	0.002	0.003
	11	0.35	0.35	0.50	0.004	0.003	5.20	1.65	0.50	0.022	0.03	0.06	0.001	0.009
	12	0.46	0.75	0.78	0.005	0.003	3.80	1.53	0.90	1.65	0.89	0.81	0.003	0.005
	13	0.30	0.80	0.75	0.020	0.006	4.50	1.40	0.40	0.540	0.05	0.05	0.003	0.005
	14	0.35	0.65	0.50	0.016	0.012	4.80	1.70	0.65	0.021	0.05	0.02	0.003	0.012
	15	0.37	0.45	0.40	0.018	0.006	5.10	2.30	0.55	0.120	0.08	0.02	0.001	0.004
	16	0.31	0.30	0.85	0.015	0.008	2.80	1.40	0.20	0.100	0.13	1.65	0.002	0.003
	17	0.40	0.30	0.50	0.020	0.009	5.20	1.65	0.50	0.025	0.03	0.04	0.001	0.004
	18	0.35	0.25	0.40	0.008	0.008	5.15	1.43	0.30	0.022	0.03	0.03	0.002	0.010
	19	0.55	0.30	0.85	0.015	0.008	2.50	2.80	0.20	0.100	0.13	1.65	0.002	0.003

[0056]

[A table 4]

試験材		硬度 (HRC)	介在物	マルテンサイ トの方向性	レンズ状又はバタ フライ型マルテン サイトの割合	結晶の大きさ		式
						結晶粒番号	結晶粒径	
SKD 6 1		47.0	なし	33.0	10	6	50	23.6
比 較 例	1	48.0	なし	22.0	23	8	25	17.0
	2	47.5	なし	18.0	10	8	23	15.4
	3	46.9	あり	27.0	14	7	32	20.4
	4	47.5	あり	18.3	29	6	45	18.8
	5	48.0	あり	32.0	10	4	78	17.0
	6	48.5	なし	12.0	2	4	80	39.1
	7	46.5	なし	40.3	35	5	58	16.3
	8	47.5	なし	60.4	2	4	70	14.4
実 施 例	9	47.0	なし	17.2	2	3	172	20.1
	1 0	46.5	なし	23.1	2	4	75	18.6
	1 1	48.0	なし	24.6	10	4	70	18.4
	1 2	47.0	なし	23.6	14	6	48	19.0
	1 3	47.0	なし	28.3	20	8	30	11.8
	1 4	48.0	なし	24.0	10	8	18	9.7
	1 5	47.0	なし	22.3	13	8	30	18.0
	1 6	48.0	なし	21.5	10	8	35	45.8
	1 7	47.0	なし	23.2	14	6	42	20.3
	1 8	46.5	なし	28.0	29	4	68	23.5
	1 9	48.0	なし	33.0	2	4	67	45.6

[0057] Assessment of a raw material adjusted hardness to 46HRC(s), temper processing was carried out twice [ 500-670 degree-Cx 2 hour x ] after 980-1050 degree-Cx 30-minute quenching, and it carried out indexation, having used the engine performance of the raw material of SKD61 as 50, and compared a cutting-tool life, machined surface granularity, heat-check nature, and erosion nature with this characteristic. Moreover, the variation in a tool life evaluated the rate of the variation in a cutting-tool life by the percentage.

[0058] The life of a tool was carried out until assessment of machinability is a part for rotational-speed 520rpm and 40mm/of delivery, and 15mm of slitting shaft orientations in the TiN coating end mill of a high speed steel with a diameter of 10mm, is 0.5mm of radial, carried out side-face processing in dry type, judged the consumption condition of a tool in 2m, and broke or it fused. Moreover, the value of Rz of surface roughness estimated machined surface granularity.

[0059] Crystal grain was based on the grain size test approach by JISGO551, and the diagnosis by the crossover segment by convention of the attached document 4 of this watch.

[0060] The heat-check trial heated the test specimen with a diameter [ of 30mm ], and a die length of 50mm in high-frequency induction heating, when skin temperature amounted to 650 degrees C, it poured water, it repeated the processing cooled to 50 degrees C 100 times, and measured the die length of a crack.

[0061] Within the container which heated ADC12 generally used by dies casting at 650 degrees C, assessment of erosion nature agitated the raw material with a diameter [ of 5mm ], and a die length of 30mm by 500rpm, held it for 20 minutes, and measured the amount of consumption of a raw material.

[0062] These test results are shown in the following table 5.

[0063]

[A table 5]

		工具平均寿命	工具寿命のバラツキ	仕上げ面粗さ	ヒートチェック性	溶損性
	SKD 6 1	50	65	50	50	50
比較例	1	50	70	49	51	60
	2	60	68	52	49	62
	3	65	66	61	20	54
	4	40	79	61	18	60
	5	30	73	32	21	58
	6	55	57	62	31	59
	7	65	54	63	42	45
	8	55	54	66	43	50
実施例	9	80	31	78	72	91
	1 0	100	23	81	72	108
	1 1	120	21	82	71	112
	1 2	120	15	94	92	119
	1 3	192	9	112	112	122
	1 4	200	5	120	120	180
	1 5	186	8	110	116	178
	1 6	165	12	102	102	95
	1 7	150	14	100	90	99
	1 8	130	22	79	71	89
	1 9	100	30	84	70	87

[0064] There is no effectiveness that they will control the variation in the life of the effectiveness of raising the average life time of a cutting tool, and a cutting tool, like SKD61 of a table 5 and the example 1 of a comparison if components, such as a component of SKD61 in JIS as shown in a table 3 and a table 4, and Si, Mo, and the amount of inclusion separate from claim 1. However, if these satisfy claim 1, like an example 9 thru/or 19, according to the improvement effectiveness and its variation depressor effect of a cutting-tool life, the variation in a tool life will become 1/2 or less, and a tool life will become 1.6 or more times.

[0065] Furthermore, like satisfying [ 11-18 ] claim 2, i.e., examples, if the shape of a lens and butterfly mold martensite are made intermingled 10 to 30%, rather than examples 9 and 19, the variation in a tool life and an average tool life are further improvable 20% or more, compared with the present ingredient, the variation in a tool life can be raised or less to 1/2.8, and average life can be raised to 2.0 or more times.

[0066] Furthermore, claim 3 can be satisfied, and by restricting crystal grain to 73 micrometers or less, as shown in examples 11-18, machinability can be improved further again. Moreover, if 42 micrometers or less, the variation in machinability can be raised by 3.6 or more times like examples 13-17. Moreover, heat-check-proof nature improves by 1.8 or more times. Furthermore, if 30 micrometers or less, the finished surface after a cut will improve more than twice like examples 13-15 further.

[0067] moreover, 20>100x -- erosion-proof nature improves 1.7 times like examples 10-15 by satisfying the inequality of  $[C]-22x[V]-3.4x[Mo]-1.7x[W]$ . Furthermore, if the value of said formula is made or less into 18, erosion-proof nature will improve more than twice.

[0068]

[Effect of the Invention] according to [ as explained in full detail above ] this invention -- the cleanliness of nonmetallic inclusion -- JIS considering as 0.020% or less by d (B+C) less than [ dA0.005% ] -- moreover, while a tool life is extensible by limiting the directivity of martensite to 17 thru/or 33% of range, the variation in a cutting-tool life can be controlled and erosion-proof nature and heat-check nature can be raised.

---

[Translation done.]

(19) 日本国特許庁 (J P)

## (12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-268486

(P2003-268486A)

(43) 公開日 平成15年9月25日 (2003.9.25)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テ-マコ-ト <sup>*</sup> (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 H
38/56		38/56	

審査請求 未請求 請求項の数 5 OL (全 10 頁)

(21) 出願番号 特願2002-65960(P2002-65960)

(22) 出願日 平成14年3月11日 (2002.3.11)

(71) 出願人 000231165

日本高周波鋼業株式会社

東京都千代田区岩本町1丁目10番5号

(72) 発明者 吉田 潤二

富山県新湊市八幡町3丁目10番15号 日本  
高周波鋼業株式会社富山製造所内

(72) 発明者 山下 広

富山県新湊市八幡町3丁目10番15号 日本  
高周波鋼業株式会社富山製造所内

(74) 代理人 100090158

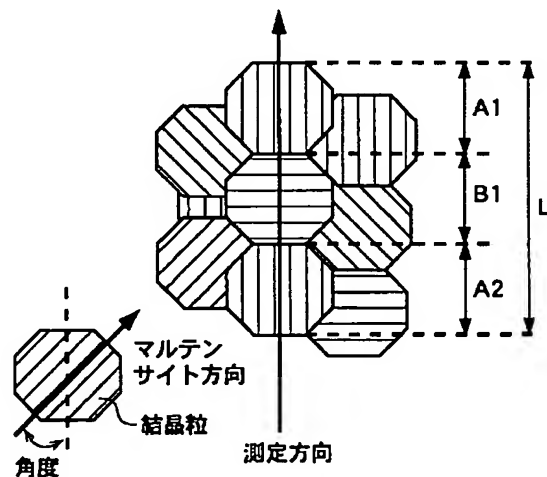
弁理士 藤巻 正憲

(54) 【発明の名称】 熱間工具鋼

## (57) 【要約】

【課題】 内部組織を改善することにより、熱処理後の調質鋼において、ヒートチェック性及び溶損性を改善すると共に、被削性を改善して直彫りにより金型を製造する際の切削加工時の工具寿命及び寿命のバラツキを著しく改善することができ、また超微小切削加工した場合の仕上げ面が良好で、ラッピング加工時間を短縮することができる熱間工具鋼を提供する。

【解決手段】 硬度が45HRCを超える調質熱間工具鋼において、非金属介在物の清浄度がJIS dA0.005%以下で、d(B+C)0.020%以下であると共に、マルテンサイトの同一方向性が17乃至33%の範囲にある。また、ラスマルテンサイトを主体として、レンズ状又はバタフライ型のマルテンサイトを10乃至30%混在させた組織を有する。



マルテンサイトの方向性の計算方法

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 C:0.28乃至0.55質量%、Si:0.15乃至0.80質量%、Mn:0.40乃至0.85質量%、P:0.020質量%以下、S:0.018質量%以下、Cr:2.5乃至5.7質量%、Mo:1.4乃至2.8質量%、V:0.20乃至0.90質量%、W:0.01乃至1.65質量%、Co:0.03乃至0.89質量%、Ni:0.01乃至1.65質量%を含有し、残部が実質的にFe及び不可避免の不純物からなり、不可避免の不純物のNを0.009質量%以下、Tiを0.003質量%以下、Bを0.012質量%以下に規制し、非金属介在物の清浄度がJIS dA0.005%以下で、d(B+C)0.020%以下であると共に、熱処理後のマルテンサイト組織の方向性が17乃至33%の範囲にあることを特徴とする熱間工具鋼。

【請求項2】 ラスマルテンサイトを主体として、レンズ状又はバタフライ型のマルテンサイトを10乃至30%混在させた組織を有することを特徴とする請求項1に記載の熱間工具鋼。

【請求項3】 マルテンサイトを主体とする組織を有し、このマルテンサイト組織を構成するバケットサイズがオーステナイト粒が73μm以下(結晶粒番号で4番以上)のサイズを有することを特徴とする請求項2に記載の熱間工具鋼。

【請求項4】 前記マルテンサイト組織を構成するバケットサイズがオーステナイト粒が30μm以下(結晶粒番号で8番以上)のサイズを有することを特徴とする請求項3に記載の熱間工具鋼。

【請求項5】 C含有量を[C]、V含有量を[V]、Mo含有量を[Mo]、W含有量を[W](いずれも質量%)としたとき、 $20 > 100 \times [C] - 22 \times [V] - 3.4 \times [Mo] - 1.7 \times [W]$ の不等式を満足することを特徴とする請求項1乃至4のいずれか1項に記載の熱間工具鋼。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、硬度が45HRCを超える調質熱間工具鋼に関し、更に詳述すれば、熱間鍛造金型、押出型又はダイカスト金型等に使用され、熱処理組織を制御してヒートチェック性、溶損性及び被削性を向上させた熱間工具鋼に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】金型用の熱間工具鋼としては、ヒートチェック性及び耐溶損性が必要である。これらの両特性を改善するために、従来、組成の改善が図られている。しかし、被削性は、これらの両特性と相反する性質であるため、この被削性とヒートチェック性及び溶損性との双方を改善し、両立することは難しい。

【0003】近時のセラミック工具及びCBN工具の発

展に伴い、従来、硬度が45HRCを超えるため、研削加工により仕上げ加工されていたような高硬度材料を、切削加工に置き換えて生産性を向上させる試みがなされている。熱処理後の調質材料を切削加工することにより金型を製造することができれば、納期の短縮及びコストの軽減が可能である。この切削加工により金型を製造することは、硬度42HRC以下で使用されるプラスチック成形用金型鋼では一般化されている。

【0004】しかし、硬度が45HRCを超える調質された高硬度鋼では、切削加工しようとすると、工具寿命が短くなるのに加え、工具寿命のバラツキが大きくなるという問題点がある。この工具寿命のバラツキがあると、金型の製造を無人化運転するための障害となるため、工具寿命のバラツキの低減は、解決しなければならない重要な技術的課題である。

【0005】更に、金型製作の短納期化を実現するために、高速切削加工も検討されている。しかし、400m/分以上の切削速度になると著しく工具寿命が短くなり、また工具寿命のバラツキが大きくなるため、高硬度材での試作品は多数報告があるものの、金型製造産業全体の主流技術とはなっていない。このような背景から、今までの多くの研究で行われている工具寿命及び切り屑の改善を目的とした被削性の改善ではなく、工具寿命のバラツキを少なくすることが望まれている。

【0006】また、金型の仕上げ切削加工を実施する場合には、仕上げ面粗さが悪い場合、現状ではラッピング研磨加工を更に実施する必要がある。このため、仕上げ面を改善することは、ラッピング研磨加工時間を短くすることにつながり、ひいては、金型製造の納期短縮とコストダウンにもなるため、極めて重要な課題である。

【0007】上述の金型の切削加工については、切削加工条件に関する提案が多数なされている(特開平11-170102号公報、特開平11-188501号公報)。しかし、金型素材面から切削加工性を向上させることは、被削材の組成及び快削成分の影響についての調査が多くなされているものの、組織面から切削性を改善した技術は未だ提案されていない。

【0008】なお、組織制御に関するものには、超強力鋼に代表されるように、延性及び靱性を害さずに高強度化を目指すために、ラスマルテンサイト組織の微細化を指向してきたが、反面被削性の劣化が助長されてしまうという問題点がある。

【0009】近時、マルテンサイト基地組織でのバケットサイズを大きくすることにより、被削性、耐食性、鏡面性、及び靱性を改善する技術が提案されている(特開平12-54068号公報)。しかし、硬度が45HRC以上では、バケットサイズを大きくしても、工具寿命の改善効果が見込まれない上に、切削工具寿命のバラツキが大きく、切削後の仕上げ面を悪化させるという問題点がある。また、極端な粒の粗大化は、ヒートチェック

性を低下させてしまう。

【0010】また、上部バーナイト組織を主体とするプレハードン鋼材について、被削性の改善が図られている（熱処理第39巻5号第225～226頁、特開平12-54068号公報）。しかし、このような組織を安定して得るには、熱処理工程での冷却速度のコントロールが不可欠であり、多大な熱処理工数が必要であるという欠点がある。

【0011】また、低合金鋼であるSCM系では、金属間化合物を析出させて硬さを確保する技術が提案されている（特開平2-179845号公報）。しかし、この公報に記載された金属組織は、60%以上のフェライトと残部のパーライトからなる2相組織であり、45HRC以上の高硬度を得ることができない上に、熱間工具鋼の重要特性であるヒートチェック性と耐溶損性がないため、熱間工具鋼として、十分な特性を備えているとはいえない。

【0012】本発明はかかる問題点に鑑みてなされたものであって、内部組織を改善することにより、熱処理後の調質鋼において、ヒートチェック性及び溶損性を改善すると共に、被削性を改善して直彫りにより金型を製造する際の切削加工時の工具寿命及び寿命のバラツキを著しく改善することができ、また超微小切削加工した場合の仕上げ面が良好で、ラッピング加工時間を短縮することができる熱間工具鋼を提供することを目的とする。

【0013】

【課題を解決するための手段】本発明に係る熱間工具鋼は、C：0.28乃至0.55質量%、Si：0.15乃至0.80質量%、Mn：0.40乃至0.85質量%、P：0.020質量%以下、S：0.018質量%以下、Cr：2.5乃至5.7質量%、Mo：1.4乃至2.8質量%、V：0.20乃至0.90質量%、W：0.01乃至1.65質量%、Co：0.03乃至0.89質量%、Ni：0.01乃至1.65質量%を含有し、残部が実質的にFe及び不可避免的不純物からなり、不可避免的不純物のNを0.009質量%以下、Tiを0.003質量%以下、Bを0.012質量%以下に規制し、非金属介在物の清浄度がJIS dA0.005%以下で、d(B+C)0.020%以下であると共に、熱処理後のマルテンサイト組織の方向性が17乃至33%、好ましくは22.3乃至28.3%の範囲にあることを特徴とする。

【0014】この熱間工具鋼においては、ラスマルテンサイトを主体として、レンズ状又はバタフライ型のマルテンサイトを10乃至30%、好ましくは10乃至20%混在させた組織を有することが好ましい。

【0015】更に、この熱間工具鋼は、マルテンサイトを主体とする組織を有し、このマルテンサイト組織を構成するバケットサイズがオーステナイト粒が73μm以下（結晶粒番号で4番以上）、好ましくは30μm以下

（結晶粒番号で8番以上）のサイズを有することが好ましい。これにより、ヒートチェック性、仕上げ面粗さ性、工具寿命、及びその寿命バラツキ性に優れた熱間工具鋼を得ることができる。

【0016】更にまた、この熱間工具鋼において、C含有量を[C]、V含有量を[V]、Mo含有量を[Mo]、W含有量を[W]（いずれも質量%）としたとき、 $100 \times [C] - 22 \times [V] - 3.4 \times [Mo] - 1.7 \times [W]$ の式の値が20未満、好ましくは18以下であることが好ましい。これにより、溶損性、ヒートチェック性、及び切削工具寿命のバラツキを改善することができる。

【0017】45HRCを超えるプレハードン鋼においては、切削加工における切削工具の寿命が短くて寿命のバラツキが大きく、仕上げ面が悪い等の問題点がある。しかし、本発明者等の研究により、この切削工具の寿命が短い原因が金属組織にあることと、切削加工時の抵抗が高いことにあることが判明した。また、本発明者等は、45HRCを超える高硬度鋼において、切削工具寿命のバラツキが大きい原因が、切削時の切削抵抗の変動が大きいことに起因することを見いだした。そして、本発明者等はこれらを軽減する方法としてマルテンサイトの方向性が重要であることを見いだした。このマルテンサイトの方向性が17乃至33%の範囲になるように制御することにより、即ち、マルテンサイト組織の17乃至33%が同一方向に向くようにすることにより、被削性のバラツキを軽減したり、ヒートチェックでのクラックの進展を抑制することができる。また、超微細加工における仕上げ面の粗さを細かくするためには、結晶粒を微細化させ、マルテンサイトの方向を制御することが重要である。

【0018】

【発明の実施の形態】以下、本発明について、更に詳細に説明する。

【0019】組成について

C：0.28乃至0.55質量%

Cは焼入れ加熱時に基地に固溶して必要な焼入れ硬さを与え、また焼もどし時特殊炭化物形成元素との間に特殊炭化物を形成して析出し、焼もどしにおける軟化抵抗と高温強度を与え、また残留炭化物を形成して高温での耐摩耗性を付与し、焼入れ加熱時の結晶粒の粗大化を防ぐ作用を有する。Cが多すぎると炭化物量が過度に増加し、熱間工具としての必要な韌性が保持できず、また高温強度の低下も招く。また、被削性を改善するためには、バタフライマルテンサイトが多量に生成し過ぎてはいけない。このため、Cの上限値は0.55質量%である。Cが低すぎると、ラスマルテンサイトが多くなり、上記添加効果が得られないので、下限値を0.28質量%とする。

【0020】Si：0.15乃至0.80質量%



Siは製造上脱酸元素として使用されるものであり、また用途に応じ耐酸化性及び500～600℃以下での焼もどし軟化抵抗を高め、またA1変態点を上げるために、添加される。Siが少なすぎると上述の効果が得られず、また多すぎると韌性低下を招き、また熱電導性を過度に低下させるので、Siは0.15乃至0.80質量%とする。

【0021】Mn:0.40乃至0.85質量%

Mnは基地に固溶して焼入れ性を高める効果大きい。しかし、Mn含有量が多すぎると焼なまし硬さを過度に高くし、被切削性を低下させ、またA1変態点を過度に低くする。このため、Mn含有量は0.40乃至0.85質量%とする。

【0022】P:0.020質量%以下

Pは、凝固時粒界に偏析し、熱間加工後の縞状部の偏析を高めて韌性を低下させ、また熱処理時にオーステナイト結晶粒界に偏析したり、更に基地に存在して韌性の水準を低下させるため、0.020質量%以下、望ましくは、0.015%以下とする。

【0023】S:0.018質量%以下

SはMnS等の硫化物を形成し、熱間加工方向に伸びて分布し、T方向の韌性の低下をまねく。本発明の特徴である優れたT方向の韌性を維持させるための限界として、Sは0.018質量%以下とする。

【0024】Cr:2.5乃至5.7質量%

Crは工具として必要とされる焼入れ性を与えるために最も重要な元素である。また、Crは、耐酸化性及びA1変態点の上昇を抑制し、更に残留炭化物を形成して焼入れ加熱時の結晶粒の粗大化を抑制し、更にまた耐摩耗性を高め、焼もどし時特殊炭化物を析出して昇温時の軟化抵抗を改善し、高温強度を高めるなどの効果を与えるために添加される。Cr含有量が多すぎるとCr炭化物を過度に形成し、かえって高温強度の低下をもたらす。このため、Cr含有量は2.5乃至5.7質量%とする。

【0025】Mo:1.4乃至2.8質量%

W:0.01乃至1.65質量%

Mo及びWは特殊炭化物を形成するもので、残留炭化物形成により、焼入れ加熱時の組織粗大化を防止し、また焼もどし時に微細な特殊炭化物を析出し、焼もどし軟化抵抗と高温強度を高めるために最も重要な添加元素である。また、Mo及びWは、マルテンサイトの無方向化を実現するために重要な元素であり、微細な炭化物が析出する最低値が、Wの場合は0.01質量%以上、Moの場合は1.4質量%以上である。また、Wの場合に1.65質量%を超え、Moの場合に2.8質量%を超えると、炭化物が粗大化し、マルテンサイトの無方向化に効果がない。

【0026】V:0.20乃至0.90質量%

Vは強力な炭化物形成元素であり、残留炭化物を形成し

て結晶粒微細化の効果が大きく、また高温での耐摩耗性向上を与える。また、焼もどし時に、微細な炭化物を基地中に析出させ、W及びMoとの共同添加により、600～650℃以上の高温域での強度を高める効果が大きく、またA1変態点を高める効果を与える。Vは上記効果を得るために添加されるが、多すぎると粗大な炭化物を形成し、韌性の低下をまねくので0.9質量%以下とする。また、Mo及びWと同様に、マルテンサイトの無方向化を実現するには、0.20質量%以上含有させる必要がある。

【0027】Ni:0.01乃至1.65質量%

Niは基地に固溶して韌性を高め、また焼入れ性を高めるために添加される。Ni含有量が多すぎると、焼なまし硬さを過度に高くし、被切削性を低下させ、またA1変態点の過度の低下をまねくため、1.65質量%以下とする。また、Niを0.01質量%以上添加すると、結晶粒界の炭化物の粗大化を阻止できるため、マルテンサイトの無方向化に寄与する。

【0028】Co:0.03乃至0.89質量%

Coは基地に固溶して高温強度を高める作用を有する。また、焼入れ加熱時のオーステナイト中への炭化物の固溶限を高め、焼もどし時の特殊炭化物の析出量を増加させ、また昇温時の析出炭化物の凝集抵抗を高め、この面からも高温強度特性を改善する効果を与える。また、工具の使用時の昇温により表面に緻密な密着性の酸化被膜を形成させ、高温での耐摩耗性、耐焼付性を高める効果を与える。Coは上記目的のために目的、用途により添加されるが、多すぎると韌性を低下させるので0.89質量%以下とする。Coは、Niと同様に0.03質量%以上添加すると、結晶粒界の炭化物の粗大化を阻止でき、マルテンサイトの無方向化に寄与する。

【0029】N:0.009質量%以下

NはAINなどを析出し、機械的性質を悪化させるため、0.009%以下とする。

【0030】Ti:0.003質量%以下

Tiは、TiNを生成し、被削性と機械的性質を悪化させるため、0.003%以下とする。

【0031】B:0.012質量%以下

Bは、BNを生成し、機械的性質を悪化させるため、0.003%以下とする。

【0032】介在物について

硬さが45HRCを超える調質材では、非金属介在物の清浄度がJIS dA0.005%以上d(B+C)0.020%以上と、dAとd(B+C)の両介在物のいずれかが高くなると、非金属介在物が多くなるために、工具刃先を欠けさせ、工具寿命のバラツキが大きくなる。このような介在物がある状態でのマルテンサイト組織の制御は、工具寿命のバラツキを改善することができない。しかし、介在物が少ない状態では、成分及びマルテンサイト(ベーナイト)方向を制御することによ

り、工具寿命のバラツキの改善効果が得られる。

#### 【0033】組織について

特開平12-54068号公報に開示されている低Cのマルテンサイト系ステンレス鋼では、ラスマルテンサイトを生成し、被削性と、耐食性、鏡面性及び靱性を改善する組織が提案されている。しかし、本願発明者等の研究では、高C%量である熱間工具鋼では、バタフライ型、レンズ型、ラス型が混在したマルテンサイト組織を生成している。そして、偏析部では、バタフライ型又はレンズ型マルテンサイトと炭化物が多く生成し、これにより、工具寿命が短くなり、工具寿命のばらつきが大きくなり、ヒートチェック性が著しく悪化する。

【0034】更に、耐溶損性を向上させるためには、低C%のラスマルテンサイト組織が有効である。この低C%のマルテンサイト組織にするためには、基地中のC量を低減する必要がある。炭化物生成元素であるMo、V及びWの含有量を規定する必要がある。本発明者等は、組成を種々変更して耐溶損性を調べ、それを多変量解析（重回帰分析）した結果、そのC含有量を[C]、V含有量を[V]、Mo含有量を[Mo]、W含有量を[W]（いずれも質量%）としたとき、 $20 > 100 \times [C] - 22 \times [V] - 3.4 \times [Mo] - 1.7 \times [W]$ の不等式を満足することにより、耐溶損性を向上できることを見いだした。従って、 $100 \times [C] - 22 \times [V] - 3.4 \times [Mo] - 1.7 \times [W]$ は20未満、更に好ましくは18以下であることが好ましい。

【0035】更に、ラスマルテンサイトを主体とし、レンズ状又はバタフライ型マルテンサイトを10乃至30%、好ましくは10乃至20%混在させた組織にすると、100%ラスマルテンサイトよりも、工具寿命を延長することができる。

【0036】また、清浄度が高い熱間工具鋼において、マルテンサイトの結晶方位の方向性を17乃至33%、好ましくは22.3乃至28.3%に揃えることにより、切削工具の寿命のバラツキを抑制することができる。更に、工具寿命自体を向上させることができ、更に、ヒートチェック性を向上させることができる。更に、セルを小さくし、マルテンサイトの結晶方位を17乃至33%、好ましくは22.3乃至28.3%に揃えることにより、微小切削加工において、仕上げ面を著しく綺麗にする効果がある。

【0037】組織の主体をマルテンサイトにするにより、切削時の抵抗を軽減し、被削性を向上させることができる。

【0038】また、マルテンサイトの結晶方位の同一方向性を17乃至33%に揃えて、比較的靱性が低いレンズ状又はバタフライ型マルテンサイトを10乃至30%混在させた組織にすることにより、工具寿命のバラツキを改善できると共に、ヒートチェック性を著

しく改善できる。

【0039】更に、偏析部にある炭化物は、少ない方が良く、介在物を極力少なくする必要がある。

【0040】上述のごとく、結晶方位を揃える方法としては、ラスマルテンサイト化する方法がある。ラスマルテンサイトは、殆ど同じ結晶方位のものが多数隣接して生成する傾向があり、これらのラスマルテンサイトが合体した粒界は小傾角粒界を形成させる。

【0041】また、マルテンサイトの方向性、即ち、同一方向のマルテンサイト量の測定方法は以下のとおりである。即ち、鋼材の圧延方向に垂直の断面において、その中心と鋼材表面とから試料を切り出し、腐食して金属組織を出現させ、400倍の光学顕微鏡で金属組織を観察し、各試料について10箇所の写真撮影を行う。そして、図3に示すように、各写真において、長さ7cmの横線と、長さ5cmの縦線とを、夫々5本等間隔で引き、図1に示すように、各線分上において、セル内のマルテンサイト組織の方向が、罫線から左右 $\pm 5.0^\circ$ 以内に入るマルテンサイト部の線分上の長さを測定し、これを全長（例えば、横線の場合は7cm）で除して、同一方向に並ぶマルテンサイト組織の比率を求める。

【0042】又は、以下のようにして、マルテンサイト組織の方向性を定義しても良い。先ず、図3に示す基盤目のように均等に格子をつけ、同一方向に $\pm 5^\circ$ 以内の角度で整列するマルテンサイト部の長さを測定する。この測定方向に対し $\pm 5^\circ$ 以内で傾斜するものは、同一方向とみなす。そして、図1に示すように、測定長さ(L)において、この測定方向と平行な( $\pm 5^\circ$ 以内で)マルテンサイト組織の長さ、即ちA1とA2との和を求め、これを測定長さLで除すことにより、マルテンサイトの方向性が、 $\{(A1 + A2) / L\} \times 100$ の比率により定義される。なお、A1とA2の結晶粒において、マルテンサイトの方向が測定方向と同一( $\pm 5^\circ$ 以内で)であり、B1の結晶粒においては、マルテンサイトの方向が測定方向と同一ではなかったとする。従って、この比率は、一般的には、 $\{( \text{マルテンサイト組織の方向が測定方向に対し} \pm 5^\circ \text{ 以内の同一性をもつ組織の長さ} ) / ( \text{測定長さ} )\} \times 100$ と表すことができる。

【0043】全てのセルが同一方向であれば、図2に示すように、マルテンサイトの方向性は、0%か、又は100%になり、25%前後であれば、例えば、17乃至33%であれば、ほぼ等方向であるといえる。この場合に、マルテンサイトの結晶方向と平行に切削すると、被削性が向上する。しかし、垂直に切削すると、切削抵抗が高くなり、仕上面が悪くなった上に、寿命が低下する。切削加工はマルテンサイト組織の方向と関係なしに切削することが必要である。安定した寿命を得るためには、あらゆる角度でマルテンサイトの方向性が同等であることが重要である。これを実現するためには、結晶粒

が微細なほど好ましく、これによりマルテンサイト組織が等方性となりやすい。

【0044】熱処理を実施すると、マルテンサイト又はベイナイトの組織となる。このときの結晶方向は、1 $\mu$ m以下の微細な炭化物及び介在物を核として決まる。また、ベイナイト組織は結晶粒界に沿って生成する傾向があり、同一方向に偏る傾向にある。図2に示すように、同一方向に偏ると、A接線のように100%になるか、又はB接線のように0%となる。この場合に、A方向に一方に切削加工する場合は、被削性が良好であるが、B方向のように垂直となる場合は、著しく被削性が悪化する。特に、マルテンサイトの方向が切削方向と垂直となると、仕上げ面が悪くなる。このため、マルテンサイト組織の無方向化を図る必要がある。

【0045】このマルテンサイト組織の無方向化を実現するためには、マルテンサイト析出サイトを多数つくる必要がある。このためには、微細な介在物及び炭化物を均一に分散させることが重要である。従来の鋼材は、無方向化組織とすることを考慮に入れていないため、どうしても工具寿命がばらつく要因となっている。このマルテンサイト組織の無方向化のために、マルテンサイトの方向性を示す比率 $\{(\text{マルテンサイト組織の方向が測定方向に対し}\pm 5^\circ\text{以内の同一性をもつ組織の長さ})/(\text{測定長さ})\}\times 100$ を33%以下、好ましくは28.3%以下にする。一方、このマルテンサイトの方向性を示す比率 $\{(\text{マルテンサイト組織の方向が測定方向に対し}\pm 5^\circ\text{以内の同一性をもつ組織の長さ})/(\text{測定長さ})\}\times 100$ が17%未満であると、切削しやすい面と切削しにくい面ができ、仕上面に段差ができる上に、工具が突発的な損傷を受けやすい。このため、マルテンサイトの方向性を示す比率 $\{(\text{マルテンサイト組織の方向が測定方向に対し}\pm 5^\circ\text{以内の同一性をもつ組織の長さ})/(\text{測定長さ})\}\times 100$ は、17%以上、好ましくは22.3%以上にする。

#### 【0046】結晶粒の大きさ

また、硬さが45HRCを超える鋼材の場合、ミクロ偏析と炭化物又は介在物が多量にある状態で結晶粒を粗大化させても、切削工具寿命延長の改善効果がなく、切削工具寿命のバラツキが大きい。これに対し、介在物が少量である材料において、結晶粒を75 $\mu$ m以下(4番)と微細化すると、被削性の著しい改善効果が認められる。これらの原因は、結晶粒等により、マルテンサイト及びベイナイトの方向性が変わることにより、ミクロ的な段差が発生し、工具の刃先がチッピングすることにある。結晶粒が75 $\mu$ m以下であると、ミクロ的な段差発生を抑制することができるため、仕上面向上と切削工具寿命の延長効果がある。また、結晶粒を42 $\mu$ m以下(6番以上)に微細化(特に30 $\mu$ m以下:8番以上)すると、ヒートチェック性を改善でき、被削性のバラツ

キを抑制し、安定した切削工具の寿命が得られる上に、被削性自体の改善が認められる。更に、結晶粒が30 $\mu$ m以下(結晶粒度:8番以上)の微細な結晶粒であると仕上げ面が綺麗になる。

【0047】偏析等の軽減には、前熱処理として、高温ソーキング等が実施されている。しかし、高温ソーキングを実施すると、焼入焼戻し後の結晶粒が粗大化してしまうため、45HRCを超える鋼材の場合は、被削性が悪化する。更に、偏析部のC、Cr、Mo、V等の元素が非偏析部に拡散し、高C%で析出するレンズ型やバタフライ型のマルテンサイトが全面に生成し、HRC45を超える材料では切削時の抵抗が高くなり、被削性が逆に悪化する。

【0048】前熱処理を実施しないで、ミクロ偏析、炭化物及び介在物が多量にある状態で結晶粒を粗大化させても、工具寿命の延長が少ない上に、工具寿命のバラツキが大きくなる。これに対し、炭化物及び介在物が少量である材料において、結晶粒を6番以上に微細化(特に9番以上)させると、工具寿命のバラツキを抑えることができ、この工具寿命のバラツキは、平均すると、介在物がある結晶粒を粗大化させた材料よりも著しく改善される。また、介在物が少ない材料の結晶粒を微細化すると、仕上げ面も良好となる。

【0049】最適な結晶粒度は、9番以上である。しかし、結晶粒を微細化しすぎると、クラックの進展が速くなり、ヒートチェック性が悪くなる。また、結晶粒の粗大化は割れ等の生じさせる原因となる。

【0050】なお、介在物が少量である状態で結晶粒を粗大化させると、切削工具寿命及び切削工具寿命のバラツキを抑えることが可能である。しかし、その反面、下記表1(井上:1989年4月金属臨時増刊号第68頁)にあるように、結晶粒の粗大化は、割れの発生原因となるため、靱性が要求される工具鋼には適用できない。特に、熱間工具鋼で靱性が要求されるアルミニウム押出ダイス、冷間刃物、熱間プレス型、アルミニウムダイキャスト型、押出用ステム等においては、下記表2に示すように、粒径を微細化することが重要である。

#### 【0051】

【表1】

結晶粒度	得られる性質
8~12	靱性が高い
5~8	靱性と耐摩耗性が半々
3~5	耐摩耗性が主体
3以下	割れなどのトラブル

#### 【0052】

【表2】

11

12

結晶粒度	工具鋼としての用途
10~7	アルミニウム押出ダイス、冷間刃物
9~6	熱間プレス型、アルミニウムダイキャスト型、押出用スラム
8~5	熱間押出用マンドレル、熱間刃物
7~4	熱間押出用ライナー、銅合金押出用ダイス

## 【0053】熱処理について

高C高Cr系の熱間工具鋼において、前熱処理を高温で実施すると、偏析部のC、Cr、Mo、V等の元素が非偏析部に拡散し、高C%で析出するレンズ型及びバタフライ型のマルテンサイトが全面に生成し、硬度がHRC45を超える材料では切削時の抵抗が高くなり、被削性を逆に悪化させ、溶損性、ヒートチェック性、及び靱性が低下する。

## 【0054】

【実施例】以下、本発明の実施例の効果について、本発明の範囲から外れる比較例と比較して具体的に説明する。供試材の組成及びマルテンサイトの方向性等を下記表3及び表4に示す。なお、表4において、「式」欄は、マルテンサイト指数を示す式 $100 \times C(\%) - 2 \times V(\%) - 3.4 \times Mo(\%) - 1.7 \times W(\%)$ の値である。この表3及び表4に示す組成を有する各供\*

\*試材を10kgVIF炉（真空誘導加熱炉）にて溶製し、鋳塊を40×80×250mmの形状になるように鍛造し、830℃で焼きなまし処理した。また、全ての溶製材は、非金属介在物の清浄度がJIS dA0.005%以下で、d(B+C)0.020%以下であり、炭化物のアスペクト比が1.3~1.0である。なお、表4の介在物の欄において、「あり」とは、焼きなまし材において、非金属介在物の清浄度が、JIS dA0.005%以下、d(B+C)0.020%以下のいずれかの条件を満たさない場合であり、「なし」とは、焼きなまし材における非金属介在物の清浄度が、JIS dA0.005%以下であると共に、d(B+C)0.020%以下である場合である。

## 【0055】

## 【表3】

試験材	成分 (質量%)													
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	W	Co	Ni	Ti	B	N
SKD61	0.40	1.00	0.40	0.008	0.001	5.04	1.27	0.55	0.002	0.04	0.15	0.001	0.001	0.002
比較例	1	0.40	1.20	0.32	0.008	0.001	5.04	1.10	0.85	0.002	0.03	0.15	0.001	0.001
	2	0.32	0.35	0.28	0.004	0.003	5.90	1.65	0.50	0.010	0.03	0.06	0.002	0.009
	3	0.28	0.55	0.50	0.020	0.009	5.20	1.65	0.50	0.003	0.03	0.04	0.001	0.004
	4	0.28	0.75	0.70	0.002	0.004	4.85	1.45	0.10	0.80	0.30	0.45	0.002	0.003
	5	0.40	0.15	0.40	0.008	0.001	5.04	1.50	0.85	0.002	0.10	0.15	0.001	0.001
	6	0.55	0.23	0.70	0.002	0.004	5.00	2.80	0.10	0.200	0.30	0.45	0.001	0.003
	7	0.37	0.20	0.50	0.006	0.002	5.10	2.80	0.50	0.120	0.09	0.01	0.001	0.004
	8	0.31	0.36	0.50	0.004	0.003	5.20	1.65	0.50	0.010	0.03	0.06	0.001	0.009
実施例	9	0.37	0.15	0.50	0.009	0.018	5.70	1.65	0.50	0.190	0.03	0.45	0.001	0.006
	10	0.20	0.30	0.85	0.008	0.008	2.60	1.42	0.20	0.100	0.13	1.65	0.002	0.003
	11	0.35	0.35	0.50	0.004	0.003	5.20	1.65	0.50	0.022	0.03	0.06	0.001	0.009
	12	0.46	0.75	0.78	0.005	0.003	3.80	1.53	0.90	1.65	0.89	0.81	0.003	0.005
	13	0.30	0.80	0.75	0.020	0.006	4.50	1.40	0.40	0.540	0.05	0.05	0.003	0.005
	14	0.35	0.65	0.50	0.016	0.012	4.80	1.70	0.65	0.021	0.05	0.02	0.003	0.012
	15	0.37	0.45	0.40	0.018	0.006	5.10	2.30	0.55	0.120	0.08	0.02	0.001	0.004
	16	0.31	0.30	0.85	0.015	0.008	2.80	1.40	0.20	0.100	0.13	1.65	0.002	0.003
	17	0.40	0.30	0.50	0.020	0.009	5.20	1.65	0.50	0.025	0.03	0.04	0.001	0.004
	18	0.35	0.25	0.40	0.008	0.008	5.15	1.43	0.30	0.022	0.03	0.03	0.002	0.010
	19	0.55	0.30	0.85	0.015	0.008	2.50	2.80	0.20	0.100	0.13	1.65	0.002	0.003

## 【0056】

## ※ ※【表4】

13				14				
試験材	硬度 (HRC)	介在物	マルテンサイ トの方向性	レンズ状又はバタ フライ型マルテン サイトの割合	結晶の大きさ		式	
					結晶粒番号	結晶粒径		
SKD61	47.0	なし	33.0	10	6	50	23.6	
比較 例	1	48.0	なし	22.0	23	8	25	17.0
	2	47.5	なし	18.0	10	8	23	15.4
	3	46.9	あり	27.0	14	7	32	20.4
	4	47.5	あり	18.3	29	6	45	18.8
	5	48.0	あり	32.0	10	4	78	17.0
	6	48.5	なし	12.0	2	4	80	39.1
	7	46.5	なし	40.3	35	5	58	16.3
	8	47.5	なし	60.4	2	4	70	14.4
実施 例	9	47.0	なし	17.2	2	3	172	20.1
	10	46.5	なし	23.1	2	4	75	18.6
	11	48.0	なし	24.6	10	4	70	18.4
	12	47.0	なし	23.6	14	6	48	19.0
	13	47.0	なし	28.3	20	8	30	11.8
	14	48.0	なし	24.0	10	8	18	9.7
	15	47.0	なし	22.3	13	8	30	18.0
	16	48.0	なし	21.5	10	8	35	45.8
	17	47.0	なし	23.2	14	6	42	20.3
	18	46.5	なし	28.0	29	4	68	23.5
	19	48.0	なし	33.0	2	4	67	45.6

【0057】素材の評価は、980～1050℃×30分焼き入れ後、500～670℃×2時間×2回焼戻処理をし、硬さを46HRCに調整し、SKD61の素材の性能を50として指数化し、この指数により、切削工具寿命、仕上げ面粗さ、ヒートチェック性、及び溶損性を比較した。また、工具寿命のバラツキは、切削工具寿命のバラツキの割合を百分率で評価した。

【0058】被削性の評価は、直径10mmのハイスのTiNコーティングエンドミルにて、回転速度520rpm、送り40mm/分、切り込み軸方向15mmで、半径方向0.5mmで、乾式にて側面加工を実施し、2mにて工具の損耗状態を判断し、工具の寿命は、折損又は溶融するまで実施した。また、仕上げ面粗さは、表面粗さのRzの値により評価した。

【0059】結晶粒は、JISGO551による結晶粒\*

\* 度試験方法と同番の附属書4の規定による交差線分による判定法によった。

【0060】ヒートチェック試験は、直径30mm、長さ50mmの供試材を高周波誘導加熱にて加熱し、表面温度が650℃に達したときに水をかけ、50℃まで冷やす処理を、100回繰返し、クラックの長さを測定した。

【0061】溶損性の評価は、ダイキャストで一般的に使用されるADC12を650℃に加熱した容器内で、直径5mm、長さ30mmの素材を500rpmで攪拌して20分間保持し、素材の損耗量を測定した。

【0062】これらの試験結果を下記表5に示す。

【0063】

【表5】

		工具平均寿命	工具寿命のバラツキ	仕上げ面粗さ	ヒートチェック性	溶損性
	SKD61	50	65	50	50	50
比較例	1	50	70	49	51	60
	2	60	68	52	49	62
	3	65	66	61	20	54
	4	40	79	61	18	60
	5	30	73	32	21	58
	6	55	57	62	31	59
	7	65	54	63	42	45
	8	55	54	66	43	50
実施例	9	80	31	78	72	91
	10	100	23	81	72	108
	11	120	21	82	71	112
	12	120	15	94	92	119
	13	192	9	112	112	122
	14	200	5	120	120	180
	15	186	8	110	116	178
	16	165	12	102	102	95
	17	150	14	100	90	99
	18	130	22	79	71	89
	19	100	30	84	70	87

【0064】表3及び表4に示すようなJIS規格でのSKD61の成分、Si及びMo等の成分、介在物量が、請求項1から外れると、表5のSKD61及び比較例1のように、切削工具の平均寿命を向上させる効果及び切削工具の寿命のバラツキを抑制する効果がない。しかし、これらが請求項1を満足すると、実施例9乃至19のように、切削工具寿命の向上効果及びそのバラツキ抑制効果により、工具寿命のバラツキが1/2以下、工具寿命が1.6倍以上になる。

【0065】更に、請求項2を満足することにより、即ち、実施例11～18のように、レンズ状又はバタフライ型マルテンサイトを10～30%混在させると、実施例9、19よりも更に工具寿命のバラツキと平均工具寿命を20%以上改善でき、現行材料と比べて工具寿命のバラツキを1/2.8以下、平均寿命を2.0倍以上に向上させることができる。

【0066】更にまた、請求項3を満足し、結晶粒を73 $\mu$ m以下に制限することにより、実施例11～18に示すように、更に被削性を改善することができる。また、42 $\mu$ m以下とすると、実施例13～17のよう  
40  
に、被削性のバラツキを3.6倍以上向上させることができる。その上、耐ヒートチェック性が1.8倍以上向\*

\*上する。更に、30 $\mu$ m以下とすると、更に切削後の仕上面が実施例13～15のように、2倍以上向上する。

【0067】また、 $20 > 100 \times [C] - 22 \times [V] - 3.4 \times [Mo] - 1.7 \times [W]$ の不等式を満足することにより、実施例10～15のように、耐溶損性が1.7倍向上する。更に、前記式の値を18以下にすると、耐溶損性が2倍以上向上する。

【0068】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明によれば、非金属介在物の清浄度をJIS dA0.005%以下で、 $d(B+C)$ で0.020%以下とすることにより、また、マルテンサイトの方向性を17乃至33%の範囲に限定することにより、工具寿命を延長できると共に、切削工具寿命のバラツキを抑制し、耐溶損性とヒートチェック性を向上させることができる。

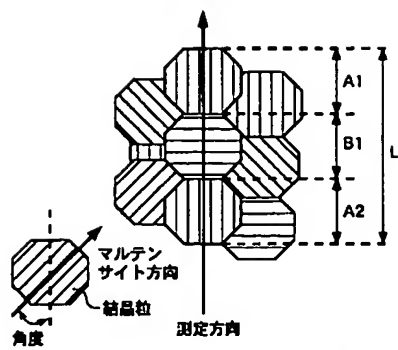
【図面の簡単な説明】

【図1】本発明におけるマルテンサイトの方向性の計算方法を示す図である。

【図2】同じくマルテンサイトの方向性を説明する図である。

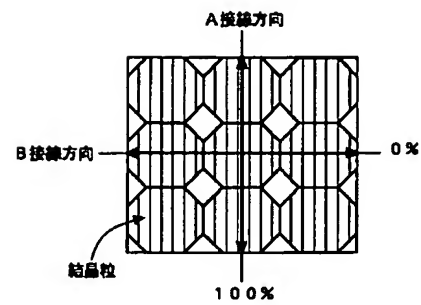
【図3】本発明における同一方向のマルテンサイトの量の測定方法を説明する金属顕微鏡写真である。

【図1】

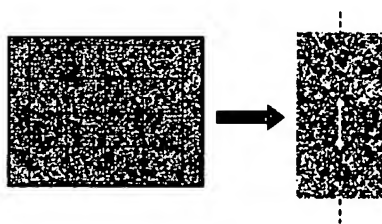


マルテンサイトの方向性の計算方法

【図2】



【図3】





This Page is inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record

## BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ BLACK BORDERS
- ☐ IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- ☐ FADED TEXT OR DRAWING
- ☒ BLURED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING
- ☐ SKEWED/SLANTED IMAGES
- ☐ COLORED OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS
- ☐ GRAY SCALE DOCUMENTS
- ☐ LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT
- ☐ REPERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY
- ☐ OTHER: \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning documents *will not* correct images  
problems checked, please do not report the  
problems to the IFW Image Problem Mailbox**